

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L9: Entry 6 of 64

File: JPAB

Feb 20, 2001

PUB-NO: JP02001049322A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2001049322 A

TITLE: PRODUCTION OF FERRITIC STAINLESS STEEL EXCELLENT IN RIDGING RESISTANCE

PUBN-DATE: February 20, 2001

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KAWAGOE, TAKASHI

YAMAUCHI, TAKASHI

HIRUHAMA, NOBUHISA

INT-CL (IPC): [C21 C 5/28](#); [B22 D 1/00](#); [B22 D 11/00](#); [B22 D 11/10](#); [B22 D 11/108](#);
[B22 D 11/11](#); [B22 D 11/16](#); [C21 C 5/54](#); [C22 B 9/05](#); [C22 C 38/00](#); [C22 C 38/18](#)

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a ferritic stainless steel reducing oxide base inclusion and excellent in ridging resistance.

SOLUTION: When the ferritic stainless steel containing 9-32 wt.% Cr and 0.005-0.2 wt.% Al is melted, CaO and Al quantities are added so that slag composition (CaO wt.%) / (Al₂O₃ wt.%) becomes 0.5-3.0. The molten steel is stirred by blowing inert gas until an area ratio of the oxide base inclusion becomes $\leq 0.05\%$ and the molten steel at 20-70°C overheat degree is continuously cast to produce a cast slab having $\geq 60\%$ equi-axed crystal ratio as the area ratio.

COPYRIGHT: (C) 2001, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-49322

(P2001-49322A)

(43) 公開日 平成13年2月20日 (2001.2.20)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード (参考)
C 2 1 C	5/28	C 2 1 C 5/28	E 4 E 0 0 4
B 2 2 D	1/00	B 2 2 D 1/00	B 4 K 0 0 1
	11/00	11/00	B 4 K 0 0 2
	11/10	11/10	A 4 K 0 1 4
	11/108	11/108	E
審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 6 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平11-222036

(22) 出願日 平成11年8月5日 (1999.8.5)

(71) 出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72) 発明者 川越 崇史

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社技術研究所内

(72) 発明者 山内 隆

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 酸化物系介在物を低減し、耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼を得る。

【構成】 Cr : 9~32重量%及びAl : 0.005~0.2重量%を含むフェライト系ステンレス鋼を溶製する際、スラグ組成が (CaO重量%) / (Al₂O₃重量%) = 0.5~3.0になる量のCaO及びAlを添加し、酸化物系介在物の面積率が0.05%以下になるまで不活性ガス吹込みにより溶鋼を攪拌し、過熱度20~70℃の溶鋼を連続鋳造して面積率で等軸晶率60%以上の鋳片を製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 $Cr: 9 \sim 32$ 重量%及び $Al: 0.005 \sim 0.2$ 重量%を含むフェライト系ステンレス鋼を溶製する際、スラグ組成が $(CaO \text{重量}\%) / (Al_2O_3 \text{重量}\%) = 0.5 \sim 3.0$ になる量の CaO 及び Al を添加し、酸化物系介在物の面積率が 0.05% 以下になるまで不活性ガス吹込みにより溶鋼を攪拌し、過熱度 $20 \sim 70^\circ C$ の溶鋼を連続鋳造して面積率で等軸晶率 60% 以上の鋳片を得ることを特徴とする耐リジグ性に優れたフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、酸化物系介在物の形態制御によって等軸晶率を高め、耐リジグ性を改善したフェライト系ステンレス鋼を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 $SUS430$ に代表されるフェライト系ステンレス鋼は、加工性及び耐食性が良好で、比較的安価であることから、厨房機器、電気製品、自動車用材料等として広範な分野で使用されている。しかし、フェライト系ステンレス鋼の連鋳片を圧延して製造した鋼板に深絞り、曲げ等の冷間加工を施すと、リジグと称される縞状の起伏が圧延方向に沿って発生し、製品の外観を著しく損うことがある。リジグの発生は、連続鋳造時に生成した粗大な柱状晶組織が熱延工程で十分に破壊されることなく、しかも粗大なバンド状組織からなる集合組織が残存することに原因があると一般的に考えられている。

【0003】そこで、リジグ又はバンド状組織の発生を抑制するため、連続鋳造法で鋳片を製造する際に等軸晶率を大きくする方法（特開平9-49010号公報、特開平2-250925号公報）や熱延後に冷延及び焼鈍を複数回繰り返して再結晶を促進させることにより組織を微細化する方法等が提案されている。冷延及び焼鈍の繰返しにより組織を微細化する方法は、リジグ発生の原因であるバンド状組織を消滅させる上で有効であるものの、複数回の冷延及び焼鈍を必要とするため工程に負荷がかかり、製造コストを上昇させることになる。そのため、大量生産鋼種に適した方法とはいえない。これに対し、鋳片製造段階で等軸晶率を大きくする方法は、冷延及び焼鈍を複数回繰り返す必要がなく工業的に有利な方法である。等軸晶率を大きくする手段としては、比較的低温の溶鋼を鋳造する方法、溶鋼を電磁攪拌しながら鋳造する方法等が採用されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】低温鋳造で等軸晶率を上げようとすると、溶鋼の凝固温度近くまで鋳込み温度を下げて鋳造することが必要になる。このような低温鋳造では、操業中にノズル詰り等のトラブルが発生し易く、量産的な操業ベースでは実施に困難が伴う。他方、

溶鋼の電磁攪拌は、凝固組織の等軸晶化に有効であるものの、安定的に達成可能な等軸晶率は $40 \sim 50\%$ 程度に止まり、通常圧延で耐リジグ性に優れた鋼帯が得られる等軸晶率の下限值 60% には達しない。ところで、フェライト系ステンレス鋼に Ti を添加し、溶鋼中に析出した TiN をフェライトの凝固核として利用するとき、凝固組織が等軸晶化し易いといわれている。しかし、鋼種によっては、単なる Ti 添加だけで凝固組織が必ずしも等軸晶化するとは限らない。また、等軸晶率を向上させるためには多量の Ti 添加を必要とするが、過剰な Ti 添加はノズル詰り、表面疵等の欠陥発生を助長させる。この点、 Ti 添加による凝固組織の等軸晶化は、一概に得策ということとはできない。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、鋼中に分散析出している酸化物系介在物を形態制御することにより、等軸晶率を高め、耐リジグ性を改善したフェライト系ステンレス鋼を製造することを目的とする。本発明の製造方法は、その目的を達成するため、 $Cr: 9 \sim 32$ 重量%及び $Al: 0.005 \sim 0.2$ 重量%を含むフェライト系ステンレス鋼を溶製する際、スラグ組成が $(CaO \text{重量}\%) / (Al_2O_3 \text{重量}\%) = 0.5 \sim 3.0$ になる量の CaO 及び Al を添加し、酸化物系介在物の面積率が 0.05% 以下になるまで不活性ガス吹込みにより溶鋼を攪拌し、過熱度 $20 \sim 70^\circ C$ の溶鋼を連続鋳造して面積率で等軸晶率 60% 以上の鋳片を得ることを特徴とする。

【0006】

【作用】溶鋼に Ti を添加すると、溶鋼中の N と反応して TiN が析出する。生成した TiN 系介在物は、次の理由から等軸晶の向上に有効であると考えられている。

(1) TiN と溶鋼との濡れ性が良いこと。

(2) TiN とフェライトとは結晶格子の不整合度が小さいため、 TiN を核としてフェライトが晶出し易いこと。

(3) TiN の析出温度が溶鋼の凝固温度近傍にあるため、析出した TiN が介在物として浮上分離しにくいこと。

【0007】しかし、 Ti 添加が等軸晶率に及ぼす影響について調査・研究した結果から、単に Ti を添加しただけでは高い等軸晶率が得られず、介在物、なかでも介在物形態が等軸晶化に影響を及ぼしていることを見出した。鋳片のサンプルから検出される介在物には、鋼種によって異なるが、 $MgO \cdot Al_2O_3$ 系（以下、スピネル系という）、 Al_2O_3 系（以下、アルミナ系という）等の酸化物系介在物、 TiN 等の窒化物系介在物、 MnS 等の硫化物系介在物等がある。これら介在物のうち、 TiN は等軸晶率の改善に有効であると考えられていることから、 TiN の分散量に応じて等軸晶率が高く

なっているはずである。しかし、TiN清浄度と等軸晶率との間には相関関係が成立しておらず、等軸晶率の改善にTiNが有効な介在物であることを示すデータは得られなかった。

【0008】そこで、他の介在物形態と等軸晶率との関係を調査したところ、等軸晶率が高い鋳片では、酸化物系介在物の清浄度が高いこと、換言すれば酸化物系介在物の面積率が小さいことが判った。更に酸化物系介在物の面積率と等軸晶率との定量的な関係に調査・検討を進めたところ、酸化物系介在物の面積率が0.05%以下になると、電磁攪拌等の特別な装置や低温鋳造等の困難な鋳造条件を採用する必要なく、等軸晶率が60%以上の鋳片を製造でき、耐リジグ性に優れたフェライト系ステンレス鋼が得られることを解明した。

【0009】酸化物系介在物は、精錬反応によって生じる化合物であり、反応生成物として溶鋼中に懸濁する。本発明者等による調査・研究の結果から、多量の酸化物系介在物が存在する系では連鋳で得られる鋳片の等軸晶率が低下し、耐リジグ性が劣化する傾向が見出された。酸化物系介在物が耐リジグ性に及ぼす悪影響は、精錬時から長時間にわたって酸化物系介在物が溶鋼中に存在していることに原因があり、たとえば初品のフェライトが生成する際の過冷度に影響を及ぼす等、凝固のメカニズムに何らかの影響を与えているものと推察される。そのため、長時間にわたり溶鋼中に存在する酸化物系介在物は、精錬時に可及的速やかにスラグ中に分離・吸収する必要がある。

【0010】介在物の面積率は、鋳造方向に直交する断面を観察して介在物が占める割合を算出することにより求められ、たとえばJIS G0555で規定されている「介在物清浄度測定方法」に準拠して測定できる。ただし、観察断面にみられる介在物を分類し、酸化物系介在物の面積率をカウントすることが必要である。硫化物系介在物や窒化物系介在物は単独で存在することもあるが、酸化物系介在物と複合して存在することもある。本件明細書では、単独の酸化物系介在物及び硫化物との複合介在物を酸化物系介在物として扱い、窒化物と酸化物との複合形態を除外している。酸化物-窒化物の複合介在物は、酸化物の周囲に窒化物が析出した形態、酸化物と窒化物が合体した形態等として鋼中に存在する。それぞれの酸化物の面積率が等軸晶率に及ぼす影響を調査したところ、酸化物系介在物単独及び酸化物と硫化物との複合介在物では面積率が高い場合に等軸晶率の低下が示されたが、酸化物と窒化物との複合介在物では等軸晶率に及ぼす影響は検出されなかった。そのため、酸化物と窒化物との複合介在物を除外して酸化物系介在物を制御しても、等軸晶率の向上に支障を来さない。

【0011】酸化物系介在物の低減には、真空雰囲気又は不活性雰囲気下で脱酸剤としてAlを添加してCaO-Al₂O₃系を主成分とするスラグを生成させ、スラ

グ/メタルを攪拌してアルミナ系、スピネル系等の酸化物系介在物をスラグに十分吸収させる精錬方法が採用される。このとき、CaF₂等の造滓剤を含むスラグも使用でき、Alに加えてSi、Mn、Ti、Ca、Mg、REM（希土類）の1種又は2種以上を脱酸剤として併用することも可能である。脱酸剤は、不活性ガス吹込みによる溶鋼の攪拌に先立って、或いは不活性ガス吹込み中に溶鋼に添加される。不活性ガス吹込み中に脱酸剤を添加する場合には、不活性ガスに載せた脱酸剤を溶鋼中に送り込むことも可能である。脱酸剤が添加された溶鋼を不活性ガス吹込みによって攪拌すると、生成した酸化物系介在物が合体・浮上して溶鋼から分離する。攪拌時間は、特に本発明を拘束するものではないが、十分な脱酸効果を得るためには5分以上の攪拌が好ましい。攪拌後、タンディッシュ内にある溶鋼の過熱度（＝鋳造時の溶鋼温度-溶鋼の液相線温度）を20～70℃に維持し、スラブ、ビレット、ブルーム等に連続鋳造する。過熱度をこのように調整するとき、電磁攪拌の必要なく等軸晶率60%以上の鋳片が得られる。もっとも、電磁攪拌を併用すると、等軸晶率が一層高くなる。なお、等軸晶率は、鋳片の鋳造方向に垂直な断面における等軸晶帯の面積率で求められる。

【0012】以下、本発明で規定した製造条件を説明する。

スラグ組成：(CaO重量%) / (Al₂O₃重量%) = 0.5～3.0

ステンレス鋼の精錬時には、CaO（スラグ成分）及びAl（脱酸剤）を溶鋼に添加して脱酸する。添加されたAlは、一部が酸化されてAl₂O₃となり、CaO-Al₂O₃系スラグの成分となる。溶鋼中の酸化物系介在物をスラグに効率よく吸収させるためには、CaO濃度が高くなるほど酸化物系介在物の吸収作用が向上するので、(CaO重量%) / (Al₂O₃重量%) ≥ 0.5のスラグを用いる必要がある。しかし、CaO濃度が高くなり過ぎるとスラグの融点が上昇し、酸化物系介在物を吸収する作用も頭打ちになる。したがって、(CaO重量%) / (Al₂O₃重量%) の上限を3.0に設定した。(CaO重量%) / (Al₂O₃重量%) の比率は、CaO（スラグ成分）及びAl（脱酸剤）の添加量を調整することにより制御される。

【0013】連続鋳造時の溶鋼過熱度：20～70℃
連続鋳造時の溶鋼過熱度が低いと等軸晶率が高くなるが、ノズル詰り等のトラブルが頻発し易くなる。そこで、トラブル発生を防止して安定操業を可能にするため、連続鋳造時にタンディッシュ内にある溶鋼の過熱度を20℃以上に設定する。しかし、過熱度が70℃を超えると、モールド内で凝固シェルが不均一に生成し、表面割れ等の品質上のトラブルが鋳片に発生し易くなる。

【0014】ステンレス鋼の合金成分

酸化物の形態制御により等軸晶率を増大させることは各

種フェライト系ステンレス鋼に適用されるが、本発明が対象とするフェライト系ステンレス鋼は次の合金成分を含んでいる。

Cr: 9~32重量%

耐食性改善に有効な合金成分であり、9重量%以上の含有量で添加効果が顕著になる。耐食性は、Cr含有量の増加に応じて向上するが、経済性の観点からCr含有量の上限を32重量%とした。

Al: 0.005~0.2重量%

溶鋼の脱酸に使用される合金成分であり、通常のAl脱酸鋼種では鋼中に0.005重量%以上のAlが必要になる。しかし、過剰量のAlが含まれると表面疵、溶接性劣化等の問題が発生し易くなるので、Al含有量の上限を0.2重量%に設定した。また、脱酸剤として添加されるAlは、溶鋼にスラグ成分として添加されるCaOとの関係において $(CaO \text{ 重量\%}) / (Al_2O_3 \text{ 重量\%}) = 0.5 \sim 3.0$ となるように添加量が調整される。

【0015】C: 0.15重量%以下

ステンレス鋼の耐食性はC含有量が低いほど向上するので、本発明が対象とするフェライト系ステンレス鋼ではC含有量の上限を0.15重量%に設定することが好ましい。

Si: 1.0重量%以下

強度向上に有効な合金成分であるが、過剰に含まれると加工性が劣化するので、Si含有量の上限を1.0重量%に設定することが好ましい。

Mn: 1.0重量%以下

製造性を改善すると共に、鋼中の有害元素SをMnSとして固定する作用を呈する。しかし、1.0重量%を超えるMnの過剰添加は耐食性低下の原因となるので、Mn含有量の上限を1.0重量%に設定することが好ましい。

【0016】本発明が対象とするフェライト系ステンレス鋼は、以上に掲げた合金成分の外に、耐食性向上に有効な3.0重量%以下のMo、強度向上に有効な1.0重量%以下のZr、加工性改善に有効な1.0重量%以下のTi、加工性改善に有効な1.0重量%以下のNb、強度向上に有効な1.0重量%以下のV、熱間加工性改善に有効な0.05重量%以下のB及び/又はREM(希土類)の1種又は2種以上を含んでも良い。更

に、他の任意成分としてY、Ca、Mg及びWの1種又は2種以上を含むこともできる。不純物として含まれるS及びPは、それぞれ0.02重量%以下及び0.05重量%以下に規制されている限り特性に悪影響を及ぼすことはない。

【0017】

【実施例】SUH409系のフェライト系ステンレス鋼(70トン/チャージ)を電気炉、転炉、VOD工程を経て溶製し、スラブに連続鋳造した。真空精錬では、真空度を50~200Paに維持し、 $(CaO \text{ 重量\%}) / (Al_2O_3 \text{ 重量\%})$ が所定値になるようにCaO及びAlを添加し、ポーラスプラグを介して流量300~500NL/分でArガスを溶鋼中に吹き込むことにより溶鋼を攪拌した。得られた溶製材の組成を表1に、製造条件を表2に示す。製造された各スラブから、鋳造方向に直交する断面で試験片を切り出した。試験片の断面を観察し、スラブの厚みに対する等軸晶帯の厚みの割合を数点測定し、測定値を平均して等軸晶率を算出した。また、同じスラブから光学顕微鏡観察用の試験片を切り出し、JIS G0555「介在物清浄度測定法」に準拠して酸化物系介在物の面積率を測定した。更に、常法に従ってスラブを圧延し、得られた冷延板からJIS5号引張り試験片を切り出した。引張り試験片を鏡面研磨した後、変形率20%で引っ張り、リジングを目視観察した。観察結果からリジングの程度を判定し、リジング判定が2以下の場合を実用上問題のないリジングレベルとして5段階評価した。

【0018】表2の調査結果に見られるように、操業条件が本発明で既定した条件を満足する試験番号1~5では、酸化物系介在物の面積率が0.05%以下になっており、スラブ断面における等軸晶率が60%以上と高く、冷延後のリジング判定も良好であった。これに対し、試験番号6~10(比較例)では、酸化物系介在物の面積率が0.05%を超えており、何れのスラブも等軸晶率が60%に達せず、冷延後のリジング判定も悪かった。この対比から明らかなように、連続鋳造されたスラブの酸化物系介在物の面積率を0.05%以下にすることにより鋳片段階での等軸晶率が高くなり、耐リジング性に優れた鋼板が得られることが確認された。

【0019】

表1：実施例で製造した各種溶製材

試験番号	合金成分および含有量 (重量%)							区分
	C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	N	
1	0.007	0.62	0.14	11.23	0.18	0.012	0.008	本発明例
2	0.009	0.62	0.16	11.08	0.17	0.014	0.008	
3	0.007	0.64	0.15	11.06	0.21	0.028	0.007	
4	0.008	0.59	0.17	11.15	0.16	0.009	0.009	
5	0.009	0.63	0.13	11.18	0.22	0.024	0.008	
6	0.007	0.62	0.14	11.12	0.20	0.013	0.008	比較例
7	0.008	0.61	0.17	11.21	0.17	0.018	0.009	
8	0.007	0.60	0.15	11.14	0.13	0.008	0.007	
9	0.009	0.62	0.12	11.13	0.17	0.023	0.008	
10	0.008	0.60	0.16	11.09	0.22	0.034	0.008	

【0020】

表2：真空精錬条件が酸化物系介在物の形態及び等軸晶率に及ぼす影響

試験番号	精錬条件		等軸晶率 %	酸化物系介在物の面積率 % <i>area ratio</i>	リジング判定	区分
	CaO/Al ₂ O ₃ 重量比	溶鋼過熱度 °C				
1	2.0	45	100	0.0187	1	本発明例
2	2.4	30	100	0.0333	2	
3	1.5	55	80	0.0125	1	
4	1.2	40	70	0.0250	1	
5	0.8	25	60	0.0417	2	
6	0.4	40	40	0.0750	3	比較例
7	1.5	30	40	0.0588	4	
8	0.3	45	20	0.0667	3	
9	0.7	50	10	0.0833	5	
10	0.4	45	0	0.1167	5	

【0021】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、精錬時に (CaO重量%) / (Al₂O₃ 重量%) = 0.5~3.0 のスラグを生成させて不活性ガス吹込みによって溶鋼を攪拌することにより、溶鋼中の酸化物系介在物を効果的にスラグに吸収させ、鋳片段階での酸化物系介在物を面積率0.05%以下に抑えている。こ*

*のように酸化物系介在物を抑制することにより、低温鋳造やTi添加の必要なく等軸晶率が60%を超える鋳片が得られ、深絞り、曲げ等の冷間加工を施しても皺状の起伏が生じない耐リジング性に優れた鋼帯が製造され、優れた外観を活用して厨房機器、各種電気機器、自動車用鋼板等として広範な分野で使用される材料が提供される。

【手続補正書】

【提出日】平成11年8月5日(1999. 8. 5)

【補正方法】変更

【手続補正1】

【補正内容】

【補正対象書類名】明細書

【発明の名称】耐リジング性に優れたフェライト系

【補正対象項目名】発明の名称

ステンレス鋼の製造方法

フロントページの続き

(51)Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	ターム(参考)
B 2 2 D 11/108		B 2 2 D 11/108	F
11/11		11/11	A
11/16		11/16	Z
C 2 1 C 5/54		C 2 1 C 5/54	
C 2 2 B 9/05		C 2 2 B 9/05	
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
38/18		38/18	

(72)発明者 蛭濱 修久
 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
 鋼株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4E004 JA00 MB14 MC00 NC02
 4K001 AA10 BA23 EA03 KA01 KA06
 4K002 AA03 AD10 AE02
 4K014 CA04 CB01 CC07 CD09 CD19